

Оптические свойства гибридных гетероструктур GaN/SiC/*por*-Si/Si(111)

© П.В. Середин^{1,2}, Д.Л. Голощапов¹, Д.С. Золотухин¹, А.С. Леньшин¹, А.М. Мизеров³, С.Н. Тимошнев³, Е.В. Никитина³, И.Н. Арсентьев⁴, С.А. Кукушкин⁵

¹ Воронежский государственный университет, 394006 Воронеж, Россия

² Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, 620002 Екатеринбург, Россия

³ Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет им. Ж.И. Алферова Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

⁴ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

⁵ Институт проблем машиноведения Российской академии наук, 199178 Санкт Петербург, Россия

E-mail: paul@phys.vsu.ru

Поступила в Редакцию 28 ноября 2019 г.

В окончательной редакции 6 декабря 2019 г.

Принята к публикации 6 декабря 2019 г.

Комплексом структурно-спектроскопических методов диагностики исследовано влияние переходного слоя нанопористого кремния на оптические свойства слоев GaN, выращенных методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота (МПЭ ПА) на темплейтах SiC/*por*-Si/*c*-Si. Впервые показано, что использование технологии МПЭ ПА для синтеза GaN на виртуальной подложке SiC/*por*-Si/*c*-Si позволило нам получить пленку GaN со значительно более высоким структурным качеством и оптическим совершенством и при значительно более низкой температуре роста, чем в аналогичных работах, в которых демонстрировался рост с использованием пористых подложек Si. Использование нанопористого *por*-Si слоя позволяет улучшить структурные и морфологические свойства эпитаксиального слоя GaN, а также добиться у него уникальных оптических и электрофизических характеристик. Полученные данные послужат важным материалом для понимания основ физики наногетероструктур GaN/SiC/*por*-Si, способствуя их потенциальному применению в оптоэлектронике.

Ключевые слова: гибридные гетероструктуры, карбид кремния, нитрид галлия, нанопористый кремний, молекулярно-пучковая эпитаксия с плазменной активацией азота.

DOI: 10.21883/FTP.2020.04.49138.9323

1. Введение

A^{III}-N система материалов представляет огромный интерес для современной оптоэлектроники в силу своих фундаментальных свойств. Возможность непрерывного изменения ширины запрещенной зоны от 0.65 эВ (InN) до 6.1 эВ (AlN) [1] позволяет создавать оптоэлектронные приемники и источники излучения в диапазоне от ИК до УФ участков спектра, полностью перекрывая видимый диапазон. Изготовление оптоэлектронных приборов на основе A^{III}-N на гомоэпитаксиальных подложках все еще экономически не рентабельно, поэтому, как правило, используются сильно рассогласованные сапфировые подложки. Хотя в настоящее время уже налажено коммерческое производство высокоэффективных (84.3% — внешняя эффективность) [2] СИД на основе InGaN на паттернированных *c*-Al₂O₃ подложках, данные показатели эффективности справедливы исключительно для приборов, имеющих в своем составе In, поскольку благодаря использованию твердого раствора на его ос-

нове появляется возможность к лучшему согласованию кристаллических решеток в гетеропаре.

В то же время эффективность лазерных гетероструктур, *p-i-n*-фотоприемников и прочих оптоэлектронных устройств на основе GaN, особенно работающих в УФ области спектра, все еще достаточно мала в силу низкого кристаллического качества структур, полученных на гетероподложках. С точки зрения интеграции A^{III}-N технологии с какой-либо существующей полупроводниковой технологией, наиболее перспективной является интеграция с кремниевой. Подложки кремния обладают коммерческой доступностью, высоким кристаллическим качеством, а также представлены на рынке в исполнении с большим диаметром подложки. Кроме того, интеграция A^{III}-N гетероструктур с кремниевой технологией позволит получать принципиально новые типы устройств, например оптическую развязку между ядрами многоядерных процессоров.

За последние несколько десятилетий было разработано множество технологических приемов, позволяющих снизить плотности протяженных дефектов в активной

зоне полупроводниковых гетероструктур: рост на переходных слоях близкого состава, переходных (буферных) слоях для фильтрации дислокаций [3,4], метод латерального разрастания [5] и др. Однако все эти методы существенно усложняют технологию получения готовых устройств, существенно увеличивая их стоимость.

В наших предыдущих работах показана принципиальная возможность роста $A^{III}-N$ гетероструктур на Si подложке с использованием переходного нанопористого Si слоя [6–13]. Результаты наших предварительных исследований уже продемонстрировали уникальную перспективу этого подхода: такой неординарный подход помогает улучшить эпитаксию, за счет эффективной релаксации решеточных напряжений способствует успешной интеграции полупроводниковых соединений $A^{III}B^V$ и нитридов $A^{III}-N$ с высокой степенью расогласования с подложкой Si, помогает избавиться от возникновения антифазных доменов в эпитаксиальном слое, а также дает шанс совместить в одном гибридном наноразмерном устройстве лучшие транспортные и оптические характеристики различных материалов и позволит добиться появления высоких функциональных свойств у финального устройства.

В рамках предложенного подхода еще одним способом улучшения структурных свойств гетероструктур является введение переходного слоя 3C-SiC совместно со слоем нанопористого кремния. В нашей предыдущей работе было показано, что использование темплейта SiC/*por*-Si/*c*-Si для роста на нем толстого слоя GaN имеет ряд неоспоримых преимуществ по сравнению со стандартными подложками кремния, так как данный подход позволил снизить практически на 90% уровень напряжений кристаллической решетки в эпитаксиальном слое GaN, который был синтезирован на SiC-поверхности темплейта SiC/*por*-Si/*c*-Si методом МПЭ ПА, а также уменьшить долю вертикальных дислокаций в слое GaN. Структурное качество эпитаксиального слоя GaN, а также изменение его стехиометрии при росте на темплейтах SiC/*por*-Si/*c*-Si неизменно должно отразиться на характере оптических свойств пленки.

Поэтому в настоящей работе впервые изучаются оптические свойства таких гетероструктур GaN-слоя, полученного методом ПА МПЭ, на подложке с переходным нанопористым слоем кремния и сформированным на нем слоем SiC.

2. Материалы и методы исследования

Эпитаксиальные слои GaN на подложках двух типов выращивались в едином ростовом процессе методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота (МПЭ ПА) на установке промышленного типа Veeco Gen 200 [14].

Для роста нелегированных слоев GaN использовались темплейты SiC/*c*-Si(111) и SiC/*por*-Si(111), в которых

слой SiC был сформирован методом замещения атомов [15,16].

Пористый слой кремния *por*-Si при создании „податливой“ виртуальной подложки был сформирован на монокристаллической пластине *c*-Si(111) методом электрохимического травления в спиртовом растворе плавиковой кислоты по стандартной методике [17–19]. Толщина пористого слоя составляла ~ 30 нм. Задаваемый технологический средний размер пор $\sim 1-5$ нм.

Перед МПЭ ПА синтезом GaN-подложки обезжиривались, после чего отжигались в камере предварительного отжига установки МПЭ ПА при $\sim 200^\circ\text{C}$, а затем проходили окончательную предэпитаксиальную очистку поверхности от чужеродных атомов в ростовой камере установки МПЭ ПА при $T_S \sim 850^\circ\text{C}$ в течение 30 мин в потоке активированного азота, соответствующем эквивалентной скорости роста GaN порядка $F_N \sim 0.05$ мкм/ч.

Эпитаксиальная пленка каждого образца имела единую структуру, представленную на рис. 1.

Синтез слоев GaN осуществлялся в три этапа, в перерывах между которыми образец остужался в камере роста до $T \sim 200^\circ\text{C}$. Первый этап синтеза GaN начинался при относительно невысокой температуре подложки $T \sim 650^\circ\text{C}$ с использованием единичного соотношения потоков Ga и активированного азота $F_{\text{Ga}} = F_N \sim 0.05$ мкм/ч. После 15 мин роста GaN при $T \sim 650^\circ\text{C}$ и $F_{\text{Ga}} = F_N \sim 0.05$ мкм/ч температура подложки и поток Ga *in situ* поднимались до значений $T \sim 700^\circ\text{C}$ и $F_{\text{Ga}} \sim 0.4$ мкм/ч соответственно, и осуществлялся рост GaN с толщиной ~ 350 нм. После этого потоки галлия и азота перекрывались, и температура подложки снижалась до $\sim 200^\circ\text{C}$. На втором этапе роста сначала осуществлялся нагрев образца до $T \sim 700^\circ\text{C}$ в потоке активированного азота, после чего открывалась заслонка источника галлия и осуществлялся рост GaN при $T \sim 700^\circ\text{C}$, $F_{\text{Ga}} \sim 0.4$ мкм/ч и $F_N \sim 0.05$ мкм/ч в течение 8 ч. Третий этап роста начинался с процедуры нагревания образца с $T \sim 200$ до 650°C в потоке активированного азота. Синтез верхнего слоя GaN проходил при значениях $T \sim 650^\circ\text{C}$, $F_{\text{Ga}} \sim 0.2$ мкм/ч и $F_N \sim 0.05$ мкм/ч.

Спектры микрорамановского рассеяния были получены с использованием рамановского микроскопа RamMix 532.

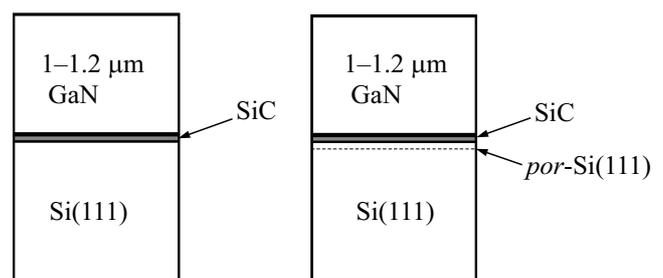


Рис. 1. Конструкция образцов гетероструктур, выращенных на темплейтах SiC/*c*-Si и SiC/*por*-Si(*c*-Si).

Оптические свойства образцов изучались в диапазоне 190–900 нм, методом ультрафиолетовой (UV) спектроскопии, с помощью прибора LAMBDA 650 фирмы Perkin Elmer, оснащенного универсальной приставкой URA, позволяющей получать спектры отражения в интервале углов падения от 8 до 80°.

Спектры люминесценции образцов были получены на установке измерения фотолюминесценции и оптического отражения Accent RPM Sigma. Исследования проводились при комнатной температуре при возбуждении лазером с длиной волны излучения 266 нм, $W = 5 \text{ Вт/см}^2$.

2.1. Рамановская спектроскопия

Для изучения структурных особенностей эпитаксиального роста гибридных структур, полученных на темплейтах двух типов, нами была использована рамановская спектроскопия. Ввиду того что спектры колебания кристаллической решетки очень чувствительны к ближайшим атомам, мы можем исследовать кристаллическую структуру и ее качество в чрезвычайно мелком масштабе: порядка параметра решетки. Поэтому использование рамановского рассеяния дает дополнительную, новую и иногда более подробную информацию относительно свойств и качеств слоев в эпитаксиальных гетероструктурах [20–22].

На рис. 2, *a, b* приведены спектры рамановского рассеяния для пленок GaN, выращенных методом МЛЭ ПА на темплейтах SiC/*c*-Si и SiC/*por*-Si/Si. Кроме того, на рис. 2, *c* представлен спектр пленки SiC, сформированной на подложке *c*-Si по нашей технологии.

Как видно из экспериментальных данных, в спектрах гетероструктур, выращенных на кристаллическом кремнии *c*-Si, наиболее интенсивным колебанием является мода, локализованная около 531 см^{-1} , которая представляет собой продольный оптический фонон Si(LO) от подложки. Кроме этой моды в рамановских спектрах присутствуют также ассоциируемые с кремнием три низкоинтенсивных колебания в области $430, 617$ и 675 см^{-1} .

Что касается рамановского спектра от гетероструктуры, полученной на темплейте SiC/*por*-Si/*c*-Si, то хорошо видно, что в спектре этой гетероструктуры присутствуют два колебания Si_{LO}, локализованных около 529 и 515 см^{-1} , которые не являются самыми интенсивными в спектре. Это связано с тем, что при формировании пористого подслоя нарушается стехиометрия кристаллической решетки, так как происходит образование нанокристаллов *por*-Si, а также с тем фактом, что возбуждающее лазерное излучение не проникает глубже в подложку *c*-Si.

Хорошо известно, что уменьшение размера кристаллита Si ведет к сдвигу в сторону низких частот фононной моды Si(LO), локализованной в рамановском спектре около 531 см^{-1} [23]. Таким образом, в нашем случае в спектре гетероструктуры GaN/SiC/*por*-Si/*c*-Si присутствуют две моды, с частотами 515 и 529 см^{-1} , что го-

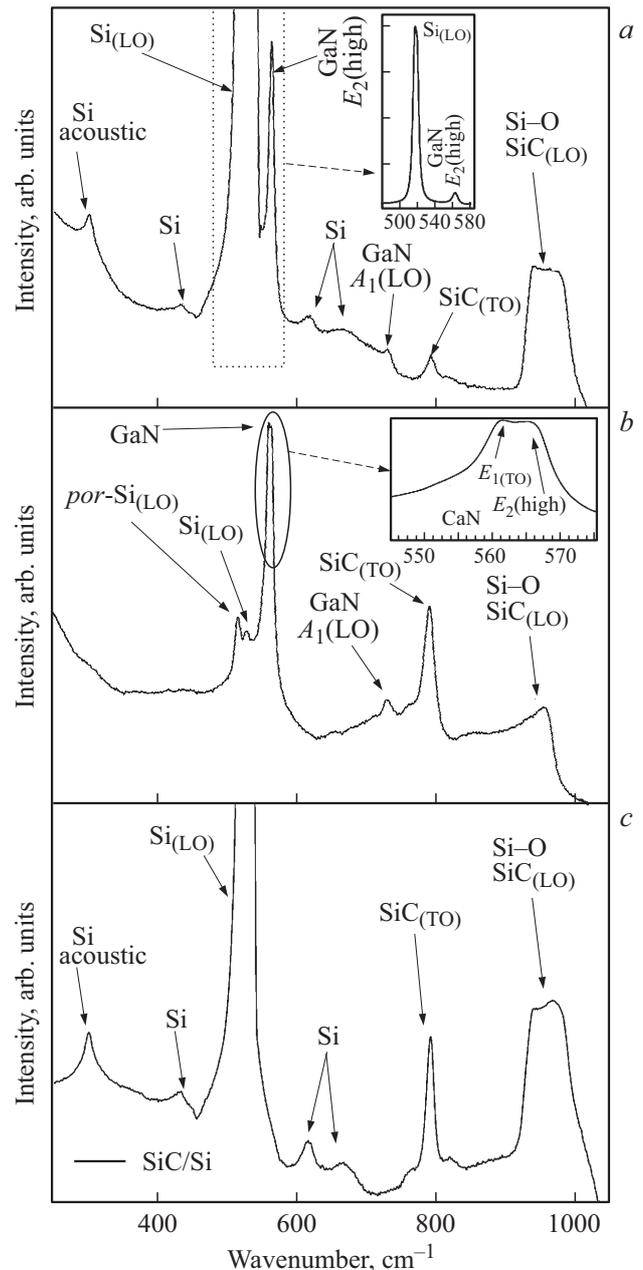


Рис. 2. Спектры рамановского рассеяния для пленок GaN, выращенных на темплейтах SiC/*c*-Si (*a*) и SiC/*por*-Si/*c*-Si (*b*). Рамановский спектр пленки SiC, сформированной на подложке *c*-Si (*c*).

ворит об образовании в пористом слое нанокристаллов кремния с размерами 5–20 нм.

Еще одно колебание, присутствующее в рамановском спектре образца, выращенного на монокристаллическом кремнии *c*-Si (см. рис. 2, *a*), и локализованное около 301 см^{-1} , является акустическим фононом Si [24]. Следует отметить, что этот акустический фонон отсутствует в спектре гетероструктуры, выращенной на темплейте со слоем пористого кремния SiC/*por*-Si/Si, что скорее всего связано с пространственным ограничением для

акустических фононов в нанокристаллах кремния, образовавшихся в результате формирования пористого слоя при электрохимическом травлении.

Что касается рамановского рассеяния от эпитаксиального слоя, то в спектрах образцов обоих типов присутствуют колебания для GaN с гексагональной симметрией. Хорошо известно, что в соответствии с теорией групп в геометрии обратного рассеяния типичный фононный спектр пленок вюрцитного GaN может содержать моды. Это колебание GaN $E_2(\text{high})$, локализованное в области 566 см^{-1} , и мода GaN $A_1(\text{LO})$, расположенная около 733 см^{-1} [25]. Однако в рамановском спектре от структуры, выращенной на темплейте SiC/*c*-Si (см. рис. 2, *a*), присутствует лишь колебание $E_2(\text{high})$ GaN, в то время как в спектре гетероструктуры на SiC/*por*-Si/*c*-Si активны колебание $E_2(\text{high})$ ($\sim 565 \text{ см}^{-1}$), $A_1(\text{LO})$ ($\sim 730 \text{ см}^{-1}$), а также мода $E_1(\text{TO})$ ($\sim 560 \text{ см}^{-1}$).

Возникновение $E_1(\text{TO})$ моды GaN, расположенной около 559 см^{-1} , было описано в работе [26]. Ее появление в рамановском спектре характерно для нанокристаллического GaN, а также в соответствии с данными работы [27] указывает на то, что упругие напряжения в таких нанокристаллах незначительны.

Как это было показано в работе [28], одинаковая интенсивность мод GaN $E_2(\text{high})$ и $E_1(\text{TO})$ характерна для колончатой морфологии пленки GaN, где были выращены наностолбики GaN.

Полная ширина на половине высоты FWHM для моды $E_2(\text{high})$ в обоих спектрах не превышает $\sim 6.2 \text{ см}^{-1}$, что указывает на хорошее кристаллическое качество слоя GaN. Однако необходимо отметить, что частота основной фононной моды GaN $E_2(\text{high})$ в рамановских спектрах обоих гетероструктур не совпадает с уже имеющимися литературными данными относительно аналогичной от объемного монокристаллического слоя [29], для которого это колебание должно быть локализовано около 566.2 см^{-1} [30]. Как было показано ранее, это происходит вследствие появления биаксиальной деформации в эпитаксиальном слое GaN, ввиду большого рассогласования параметров кристаллической решетки в гетеропаре (GaN/SiC/Si). Следует отметить, что в случае роста пленки GaN на темплейте с подслоем пористого кремния SiC/*por*-Si/*c*-Si частотный сдвиг GaN $E_2(\text{high})$ моды относительно ее положения в объемном кристалле минимален и составляет $\sim 1.2 \text{ см}^{-1}$, в то время как величина сдвига для гетероструктуры на темплейте SiC/*c*-Si составляет $\sim 4 \text{ см}^{-1}$.

Величина обнаруженного нами частотного сдвига хорошо согласуется с теорией, представленной в работах [29,31,32], где изменение частоты оптического фонона в спектре может быть задано следующим соотношением:

$$\Delta\omega = 2a\epsilon_{xx} + b\epsilon_{zz}. \quad (1)$$

Здесь a и b — потенциалы деформации для кристалла, ϵ_{xx} и ϵ_{zz} — компоненты тензора упругости для слоев.

Таблица 1. Результаты расчетов упругих напряжений по данным оптической спектроскопии

Образец		Напряжение в эпитаксиальной пленке, σ	
		Рамановская спектроскопия	ФЛ
		$\text{см}^{-1} \cdot \text{ГПа}^{-1}$	
GaN/SiC/ <i>c</i> -Si(111)	GaN	0.93	1.42
GaN/SiC/ <i>por</i> -Si(111)	GaN	0.28	0.40

Исходя из величины сдвига $\Delta\omega$ фононной моды GaN $E_2(\text{high})$ в рамановском спектре может быть рассчитано двухосное напряжение σ в эпитаксиальном слое GaN:

$$\sigma = \Delta\omega / 4.3 (\text{см}^{-1} \cdot \text{ГПа}^{-1}), \quad (2)$$

где σ — двухосное напряжение, а $\Delta\omega$ — сдвиг пика фонона $E_2(\text{high})$ GaN.

Характеристики напряженного состояния в плоскости эпитаксиального слоя GaN, рассчитанные из (2), представлены в табл. 1.

Следует подчеркнуть, что, сравнивая полученные методом рамановской спектроскопии результаты с теми, которые были получены в нашей предыдущей работе, в которой мы исследовали особенности эпитаксиального роста пленок GaN на подложках *c*-Si и *por*-Si/*c*-Si, можно говорить о корреляции полученных нами результатов. В частности, следует отметить тот факт, что использование подслоя пористого кремния при формировании податливой подложки/темплейта положительно сказалось на структурном качестве слоя GaN, что в свою очередь отразилось в рамановских спектрах.

Установленным фактом также является то, что интенсивность фононной моды GaN $A_1(\text{LO})$, а также ее форма и сдвиг являются следствием наличия высокой концентрации свободных носителей в результате фонон-плазмонного взаимодействия [25].

Что касается рамановского отражения от слоя карбида кремния (см. рис. 2, *c*), то, согласно литературным данным, в спектре 3C-SiC политипа карбида кремния могут наблюдаться продольный LO (около 971 см^{-1}) и поперечный TO (около 795 см^{-1}) оптические фононы [33,34]. Как видно из полученных данных, продольный оптический фонон SiC_{LO} накладывается на колебание Si—O от подложки, расположенное в той же области $960\text{--}990 \text{ см}^{-1}$. При этом в рамановском спектре наблюдается отдельная неперекрывающаяся мода, локализованная около 792 см^{-1} , представляющая собой поперечный оптический фонон TO_{SiC} , запрещенный в выбранной геометрии съемки. Появление этой фононной моды в рамановском спектре вызвано возникновением дефектов упаковки в слое SiC [35].

Следует отметить, что интенсивность TO моды 3C-SiC в спектре образца, выращенного на пористом подслое

por-Si, значительно выше, чем для образца, полученного на темплайте SiC/c-Si.

2.2. Спектроскопия в видимом и ультрафиолетовом диапазонах

Как уже было неоднократно показано в наших предыдущих работах [36–39], весьма удобным способом изучения оптических свойств эпитаксиальных гетероструктур в видимом и ультрафиолетовом диапазонах является использование методики съемки спектров пропускания — отражения, когда спектры от гетероструктур получают при различных углах падения излучения на образец, добиваясь появления интерференционной картины.

Основываясь на информации о значениях длин волн максимумов и минимумов в экспериментальных спектрах пропускания-отражения (см. рис. 3), полученных при различных углах падения излучения, мы можем рассчитать дисперсию показателя преломления для образца на основе следующего соотношения:

$$d = \frac{N\lambda_1\lambda_2}{2(\lambda_1 - \lambda_2)(n^2 - \sin^2\alpha)^{1/2}}. \quad (3)$$

Здесь λ_1 и λ_2 — длины волн максимумов/минимумов интерференции в спектрах пропускания-отражения, N — порядок интерференции, n — показатель преломления пленки, α — угол падения излучения на пленку. При проведении расчета мы делаем допущение о том, что в пределах изменения длины волны показатель преломления эпитаксиального слоя изменяется незначительно.

На рис. 4 приведены расчетные значения показателя преломления для исследованных образцов гетероструктур, а также аппроксимированная зависимость дисперсии показателя преломления в диапазоне длин волн 190–900 нм.

Из полученных результатов видно, что значение показателя преломления эпитаксиальной пленки у обоих гетероструктур монотонно возрастает с уменьшением длины волны и стремится к экстремуму в области 3.5 эВ, приближаясь к краю оптического поглощения. Более того, в области длин волн 450–500 и 670–730 нм наблюдаются экстремумы дисперсии показателя преломления (см. рис. 4). При этом для гетероструктуры, полученной на темплайте SiC/c-Si, экстремум в области 450–500 нм является более ярко выраженным, чем для образца, полученного на темплайте SiC/por-Si. Хорошо известно, что появление этих экстремумов на дисперсионной зависимости показателя преломления может свидетельствовать о близости краев фундаментального поглощения эпитаксиальной пленки при указанной длине волны [40,41].

Следует отметить, что до области экстремумов (500–900 нм) значение коэффициента преломления слоя GaN, выращенного на темплайте с пористым кремнием, немного выше (+7%), чем для пленки, полученной на SiC/c-Si.

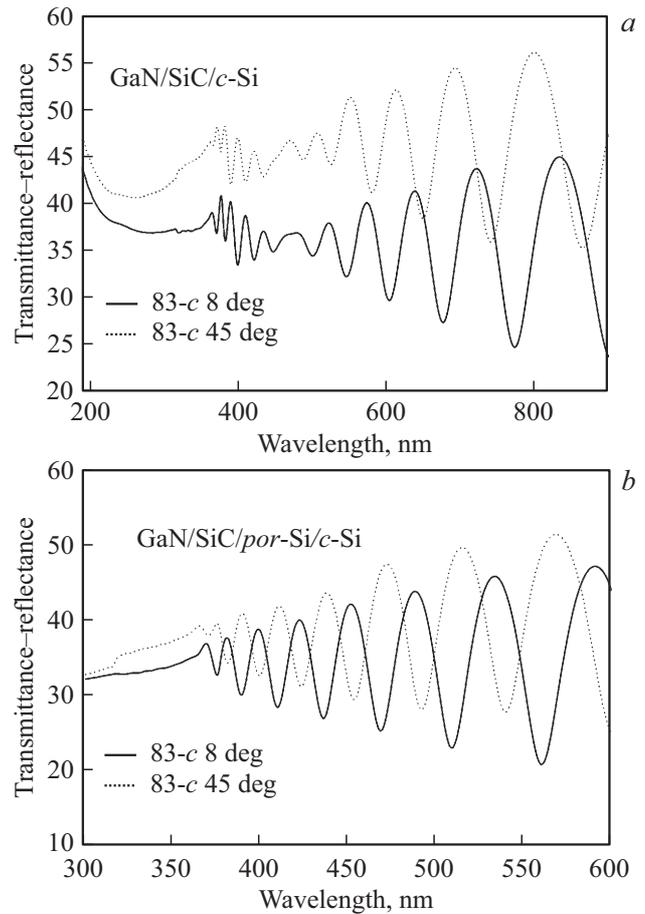


Рис. 3. Экспериментальные спектры пропускания-отражения, полученные при двух углах падения излучения от гетероструктур, выращенных на темплайтах SiC/c-Si (a) и SiC/por-Si/c-Si (b).

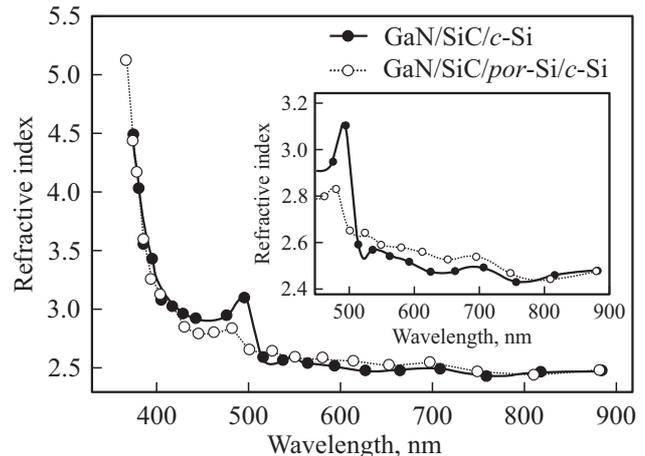


Рис. 4. Дисперсия коэффициента преломления для гетероструктур GaN/SiC/c-Si и GaN/SiC/por-Si/c-Si.

Для изучения особенностей механизмов оптического поглощения в эпитаксиальном слое GaN, выращенном на темплайтах двух типов, нами были получены спек-

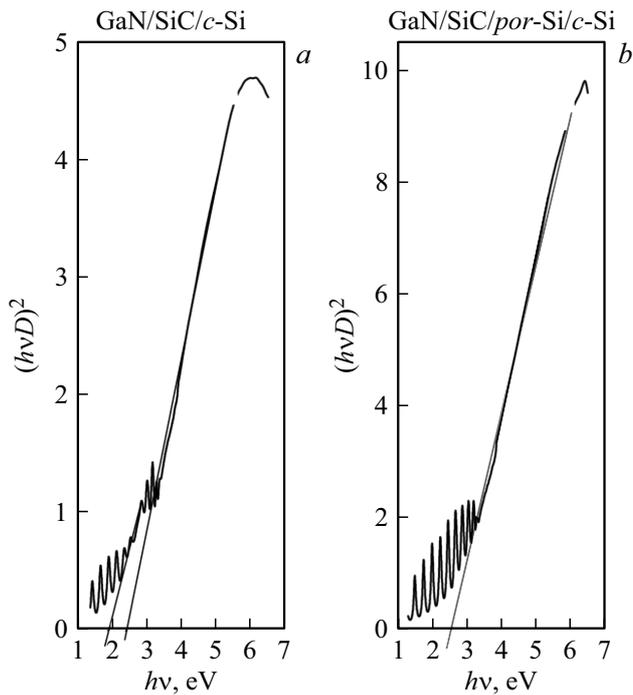


Рис. 5. Зависимости $(D \cdot hv)^2$ от энергии квантов для образцов гетероструктур GaN/SiC/c-Si и GaN/SiC/*por*-Si/c-Si.

тры пропускания—отражения при угле падения электромагнитного излучения, близком к 90°. Далее с использованием соотношений Крамерса—Кронига [42] мы рассчитали оптическую плотность D для образцов и построили функцию $(D \cdot hv)^2$ от энергии квантов hv . Графический анализ этой функции позволяет выявить отдельные участки с линейной зависимостью $(D \cdot hv)^2$ от энергии квантов, что может указывать на наличие в этой спектральной области прямых разрешенных переходов (рис. 5). Линейная экстраполяция данных участков к нулевому значению позволяет определить энергию прямых переходов, характерных для изученных образцов гетероструктур. Энергии прямых разрешенных межзонных переходов, определенные из графических зависимостей, для обоих образцов, приведены в табл. 2.

Следует отметить, что определенные в соответствии с описанной методикой энергии прямых переходов в пленке GaN, выращенной на темплейтах двух ти-

Таблица 2. Данные УФ-спектроскопии

Образец	Переходы и особенности в УФ-спектрах гетероструктур, а также их принадлежность, эВ	
	GaN [43]	Si от зоны к зоне [54]
GaN/SiC/c-Si(111)	2.31	1.81
GaN/SiC/ <i>por</i> -Si(111)	2.40	—

пов, лежат в области видимой желтой люминесценции (2.30–2.40 эВ), появление которой часто приписывают дефектам галлия (вакансиями), связанным с кислородом [43] и свойственным тем, которые обнаружены в большинстве n -типа эпитаксиальных слоев GaN.

Одновременно с этим переход в области 1.86 эВ может быть приписан подслою SiN, формирование которого обнаружено по данным рентгеновской дифракции, а также наблюдалось в наших предыдущих работах [12].

2.3. ФЛ-спектроскопия

Структурное качество эпитаксиального слоя GaN, а также изменение его стехиометрии при росте на темплейтах SiC/c-Si и SiC/*por*-Si/c-Si неизменно должно отразиться на характере фотолюминесценции пленки, т.е. на ее энергетических характеристиках. Для проверки этого утверждения нами были получены спектры фотолюминесценции гетероструктур при комнатной температуре, представленные на рис. 6 без нормировки.

Из полученных данных видно, что спектры ФЛ гетероструктур содержат два максимума. Первый из них, локализованный около 3.4 эВ, соответствует эмиссии зона—зона от эпитаксиальной пленки GaN. Это подтверждает, что слой GaN имеет гексагональную симметрию, а не кубическую (экситонная эмиссия в этом случае около 3.2 эВ). Максимум эмиссии в спектре фотолюминесценции образца, выращенного на темплейте SiC/c-Si, расположен около ~ 365 нм (3.39 эВ), а у образца, выращенного на темплейте с пористым слоем SiC/*por*-Si/c-Si, в области ~ 362 нм (3.42 эВ), что совпадает с положением полосы ФЛ для ненапряженного GaN, выращенного на SiC [30]. Следует отметить, что ширина полосы фотолюминесценции для обоих гетероструктур имеет

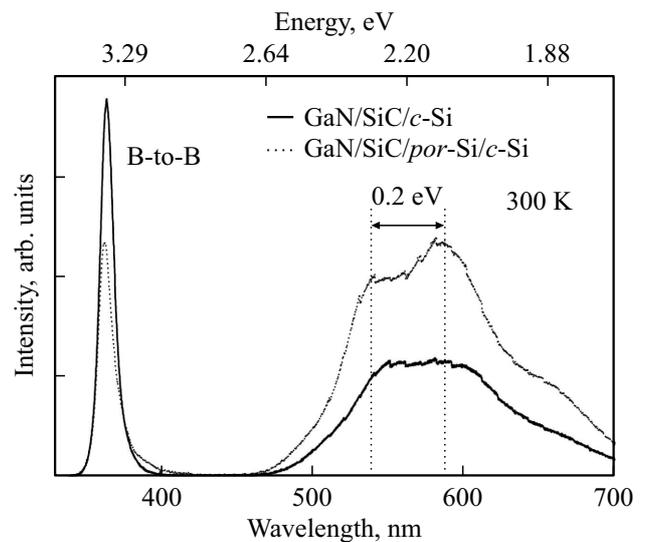


Рис. 6. Спектры фотолюминесценции гетероструктур GaN/SiC/c-Si и GaN/SiC/*por*-Si/c-Si при комнатной температуре.

одну величину FWHM ~ 0.10 эВ, указывая на хорошее структурное качество пленок GaN.

Энергетический сдвиг (~ 0.03 эВ) экситонной полосы фотолюминесценции в спектре гетероструктуры, выращенной на SiC/c-Si, относительно положения экситонного максимума в спектре образца, выращенного на SiC/por-Si/c-Si, обусловлен различной величиной внутренних напряжений в эпитаксиальном слое GaN.

Хорошо известно [44], что для GaN ширина запрещенной зоны E_g (GaN) зависит от величины внутренних напряжений, приложенных к эпитаксиальному слою, и может быть описана с использованием следующего соотношения:

$$E_g(\text{GaN}) = 3.4285 + 0.0211\sigma, \quad (4)$$

где σ — двухосное напряжение в эпитаксиальной пленке.

Расчеты величины двухосного напряжения по данным ФЛ спектроскопии приведены в табл. 2.

Исходя из полученных данных можно сказать, что напряжения в эпитаксиальном слое GaN, выращенном на темплейте SiC/por-Si/c-Si, имеют величину, значительно меньшую, чем в случае роста на SiC/c-Si.

Этот результат согласуется с экспериментальными данными, полученными методом рентгеновской дифрактометрии и рамановской спектроскопии.

Помимо экситонного максимума спектры фотолюминесценции, полученные от гетероструктур при комнатной температуре, содержат широкую эмиссионную полосу в желто-зеленой области спектра (500–600 нм, см. рис. 6). Общий профиль этой эмиссии состоит из двух полос с максимумами около 2.29 и 2.10 эВ. Особенно хорошо двухполосная структура фотолюминесценции в области 500–600 нм заметна в спектре гетероструктуры, выращенной на темплейте SiC/por-Si/c-Si. Известно, что появление этой полосы обусловлено наличием в слое GaN точечных дефектов, играющих существенную роль в электрических и оптических свойствах полупроводников на основе нитридов галлия, а также приборов на их основе [45]. Результаты последних исследований показывают, что появление полос в желтой (2.1 эВ) и зеленой (2.29 эВ) областях спектра приписывается двум типам дефектов, связанным с внедрением атомов кислорода в GaN. В первом случае кислород расположен на базальной плоскости, а во втором — кислород сидит в осевом направлении соответственно [45–47].

Отметим, что в случае роста пленки GaN на темплейте SiC/por-Si/c-Si фотолюминесценция, связанная с образованием дефектов превосходит излучение, обусловленное переходом зона–зона (3.4 эВ).

Полученные нами результаты коррелируют с данными XPS о присутствии связанного с металлом и адсорбированного кислорода в пленках GaN.

3. Обсуждение полученных результатов

Данные, полученные методами спектральной диагностики, позволяют установить особенности эпитаксиального роста слоев GaN на податливой подложке SiC/por-Si/c-Si и сопоставить их с аналогичными результатами при росте с использованием стандартных подложек c-Si.

Что же касается оптических свойств пленок GaN, выращенных МПЭ ПА на темплейтах двух типов, необходимо отметить, что значение показателя преломления эпитаксиального GaN-слоя, выращенного на темплейте с пористым слоем в области 500–900 нм, немного выше (+7%), чем для пленки, полученной на SiC/c-Si. Энергетическое положение края фундаментального поглощения пленки GaN для гетероструктур обоих типов лежит в одной области около 3.4 эВ и соответствует эмиссии зона–зона от эпитаксиальной пленки GaN. Эти данные подтверждаются результатами фотолюминесцентной спектроскопии. Помимо основной эмиссии от пленки GaN наблюдается дополнительная полоса фотолюминесценции в желто-зеленой области спектра. Общий профиль этой полосы состоит из двух полос с максимумами около 2.29 и 2.10 эВ, которые связаны с различными дефектами. При этом интенсивность фотолюминесценции в области 500–600 нм значительно выше в спектре гетероструктуры, выращенной на темплейте SiC/por-Si/c-Si, и сравнима с интенсивностью экситона.

Следует отметить, что до наших исследований не было сообщений о росте монокристаллических эпитаксиальных пленок GaN на темплейтах типа SiC/por-Si. Использование карбида кремния в качестве буфера для высококачественной эпитаксии GaN весьма перспективно, и, как уже было показано в целом ряде работ, на основе SiC/c-Si темплейтов могут быть созданы высокоэффективные светодиоды [48,49].

Более того, использование технологии МПЭ ПА для синтеза GaN на виртуальной подложке SiC/por-Si/c-Si позволило нам получить пленку GaN со значительно более высоким структурным качеством и оптическим совершенством, чем в [34], с более низкой плотностью дислокации, без образования трещин и при значительно более низкой температуре роста, чем в аналогичных работах, в которых демонстрировался рост с использованием пористых подложек Si [50,51].

Ранее было показано, что применение в качестве функциональной подложки нанопористой матрицы кремния позволило сформировать на ней массив нанокристаллов GaN, обладающих желтой люминесценцией, аналогичной той, которую мы наблюдаем в нашей работе, но меньшей интенсивности [52]. Показано, что на основе такого высокоэффективного желтого свечения GaN могут быть сконструированы белые светоизлучающие диоды $p-n$ [53]. Это открывает новые горизонты в использовании оптических явлений в GaN.

4. Заключение

Резюмируя все вышесказанное и основываясь на полученных нами экспериментальных результатах, технологических данных, а также информации из уже известных литературных источников, мы считаем, что использование нанопористого *por*-Si слоя позволяет улучшить структурные и морфологические свойства эпитаксиального слоя GaN, а также добиться у него уникальных оптических и электрофизических характеристик. Полученные данные послужат важным материалом для понимания основ физики интегрированных наногетероструктур GaN/SiC/*por*-Si, способствуя их потенциальному применению в светодиодах.

Благодарности и финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда 19-72-10007.

We acknowledge the Karlsruhe Nano Micro Facility (KNMF, www.kit.edu/knmf) of the Forschungszentrum Karlsruhe for provision of access to instruments at their laboratories. Доступ к оборудованию KNMF получен в рамках гранта Президента РФ МД-42.2019.2.

С.А. Кукушкин выполнял свою часть работы в рамках программы „Наноструктуры: физика, химия, биология, основы технологий“ № НИОКТР АААА-А19-119012490107-5.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Список литературы

- [1] H. Yamashita, K. Fukui, S. Misawa, S. Yoshida. *J. Appl. Phys.*, **50**, 896 (1979).
- [2] Y. Narukawa, M. Ichikawa, D. Sanga, M. Sano, T. Mukai. *J. Physics D: Appl. Phys.*, **43**, 354002 (2010).
- [3] A. Gkanatsiou, Ch.B. Lioutas, N. Frangis, E.K. Polychroniadis, P. Prystawko, M. Leszczynski. *Superlat. Microstruct.*, **103**, 376 (2017).
- [4] Y. Sugawara, Y. Ishikawa, A. Watanabe, M. Miyoshi, T. Egawa. *J. Cryst. Growth*, **468**, 536 (2017).
- [5] K. Hiramatsu. *J. Phys.: Condens. Matter*, **13**, 6961 (2001).
- [6] P.V. Seredin, A.S. Lenshin, D.S. Zolotukhin, I.N. Arsenyev, D.N. Nikolaev, A.V. Zhabotinskiy. *Physica B: Condens. Matter*, **530**, 30 (2018).
- [7] P.V. Seredin, A.S. Lenshin, D.S. Zolotukhin, I.N. Arsenyev, A.V. Zhabotinskiy, D.N. Nikolaev. *Phys. E: Low-Dim. Systems and Nanostructur.*, **97**, 218 (2018).
- [8] P.V. Seredin, D.L. Goloshchapov, D.S. Zolotukhin, A.S. Lenshin, A.N. Lukin, Yu.Y. Khudyakov. *Semiconductors*, **52**, 1012 (2018).
- [9] P.V. Seredin, D.L. Goloshchapov, A.S. Lenshin, A.M. Mizerov, D.S. Zolotukhin. *Phys. E: Low-Dim. Systems and Nanostructur.*, **104**, 101 (2018).
- [10] P.V. Seredin, A.S. Lenshin, D.S. Zolotukhin, D.L. Goloshchapov, A.M. Mizerov, I.N. Arsenyev. *Semiconductors*, **53**, 993 (2019).
- [11] P.V. Seredin, D.L. Goloshchapov, D.S. Zolotukhin, A.S. Lenshin, A.M. Mizerov, I.N. Arsenyev. *Quant. Electron.*, **49**, 545 (2019).
- [12] P.V. Seredin, A.S. Lenshin, A.M. Mizerov, H. Leiste, M. Rinke. *Appl. Surf. Sci.*, **476**, 1049 (2019).
- [13] P.V. Seredin, D.L. Goloshchapov, D.S. Zolotukhin, M.A. Kondrashin, A.S. Lenshin, Yu.Yu. Khudyakov. *Semiconductors*, **52**, 1653 (2018).
- [14] A.M. Mizerov, S.N. Timoshnev, M.S. Sobolev, E.V. Nikitina, K.Yu. Shubina, T.N. Berezovskaya. *Semiconductors*, **52**, 1529 (2018).
- [15] S.A. Kukushkin, A.V. Osipov, N.A. Feoktistov. *Phys. Solid State*, **56**, 1507 (2014).
- [16] S.A. Kukushkin, A.V. Osipov. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **47**, 313001 (2014).
- [17] A.S. Lenshin, P.V. Seredin, B.L. Agapov, D.A. Minakov, V.M. Kashkarov. *Mater. Sci. Semicond. Processing*, **30**, 25 (2015).
- [18] A.S. Len'shin, V.M. Kashkarov, P.V. Seredin, B.L. Agapov, D.A. Minakov, V.N. Tsipenyuk. *Techn. Phys.*, **59**, 224 (2014).
- [19] V.M. Kashkarov, A.S. Len'shin, P.V. Seredin, B.L. Agapov, V.N. Tsipenyuk. *J. Surf. Investigation X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*, **6**, 776 (2012).
- [20] P.V. Seredin, A.S. Lenshin, A.V. Glotov, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov. *Semiconductors*, **48**, 1094 (2014).
- [21] P. Seredin, A. Glotov, E. Domashevskaya, I. Arsenyev, D. Vinokurov, A. Stankevich. *Advanced Materials and Technologies for Micro/Nano-Devices, Sensors and Actuators* (Dordrecht, Springer Netherlands, 2010) p. 225.
- [22] P.V. Seredin, A.V. Glotov, E.P. Domashevskaya, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov. *Physica B: Condens. Matter*, **405**, 2694 (2010).
- [23] I. Doğan İ, M.C.M. van de Sanden. *J. Appl. Phys.*, **114**, 134310 (2013).
- [24] A. Ramizy, K. Omar, Z. Hassan, O. Alattas. *J. Nanoparticle Res.*, **13**, 7139 (2011).
- [25] D. Wang, S. Jia, K.J. Chen, K.M. Lau, Y. Dikme, P. van Gemmer. *J. Appl. Phys.*, **97**, 056103 (2005).
- [26] E.V. Konenkova, Yu.V. Zhilyaev, V.A. Fedirko, D.R.T. Zahn. *Appl. Phys. Lett.*, **83**, 629 (2003).
- [27] V.N. Bessolov, Yu.V. Zhilyaev, E.V. Konenkova, V.A. Fedirko, D.R.T. Zahn. *Semiconductors*, **37**, 940 (2003).
- [28] C.L. Hsiao, L.W. Tu, T.W. Chi, M. Chen, T.F. Young, C.T. Chia, Y.M. Chang. *Appl. Phys. Lett.*, **90**, 043102 (2007).
- [29] M.R. Correia, S. Pereira, E. Pereira, J. Frandon, E. Alves. *Appl. Phys. Lett.*, **83**, 4761 (2003).
- [30] Y. Tian, Y. Shao, Y. Wu, X. Hao, L. Zhang, Y. Dai, Q. Huo. *Sci. Reports*, **5**, 10748 (2015).
- [31] R.J. Briggs, A.K. Ramdas. *Phys. Rev. B*, **13**, 5518 (1976).
- [32] L. Teng, R. Zhang, Z.-L. Xie, T. Tao, Z. Zhang, Y.-C. Li, B. Liu, P. Chen, P. Han, Y.-D. Zheng. *Chinese Phys. Lett.*, **29**, 027803 (2012).
- [33] M. Yamanaka, K. Ikoma, M. Ohtsuka, T. Ishizawa, Y. Shichi. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **33**, 997 (1994).
- [34] T.S. Perova, J. Wasyluk, S.A. Kukushkin, A.V. Osipov, N.A. Feoktistov, S.A. Grudinkin. *Nanoscale Res. Lett.*, **5**, 1507 (2010).

- [35] Z. Xu, Z. He, Y. Song, X. Fu, M. Rommel, X. Luo, A. Hartmaier, J. Zhang, F. Fang. *Micromachines*, **9**, 361 (2018).
- [36] V.A. Volodin, M.D. Efremov, V.Ya. Prints, V.V. Preobrazhenskii, B.R. Semyagin, A.O. Govorov. *J. Experimental and Theoretical Phys. Lett.*, **66**, 47 (1997).
- [37] P.V. Seredin, A.S. Lenshin, V.M. Kashkarov, A.N. Lukin, I.N. Arsentiev, A.D. Bondarev, I.S. Tarasov. *Mater. Sci. Semicond. Processing*, **39**, 551 (2015).
- [38] P.V. Seredin, V.M. Kashkarov, I.N. Arsentiev, A.D. Bondarev, I.S. Tarasov. *Physica B: Condens. Matter*, **495**, 54 (2016).
- [39] P.V. Seredin, A.S. Lenshin, D.L. Goloshchapov, A.N. Lukin, I.N. Arsentiev, A.D. Bondarev, I.S. Tarasov. *Semiconductors*, **49**, 915 (2015).
- [40] A.B. Kuzmenko. *Rev. Sci. Instrum.*, **76**, 83 (2005).
- [41] V. Lucarini, K.-E. Peiponen, J.J. Saarinen, E.M. Vartiainen. *Kramers-Kronig relations in optical materials research* (Springer, Berlin–N.Y., 2005).
- [42] Iu.I. Ukhanov. *Optical properties of semiconductors* (Moscow, Nauka, 1977).
- [43] P. Specht, J.C. Ho, X. Xu, R. Armitage, E.R. Weber, R. Erni, C. Kisielowski. *Solid State Commun.*, **135**, 340 (2005).
- [44] Y.-T. Chiang, Y.-K. Fang, T.-H. Chou, F.-R. Juang, K.-C. Hsu, T.-C. Wei, C.-I. Lin, C.-W. Chen, C.-Y. Liang. *IEEE Sensors J.*, **10**, 1291 (2010).
- [45] M.A. Reshchikov, J.D. McNamara, H. Helava, A. Usikov, Yu. Makarov. *Sci. Rep.*, **8**, 8091 (2018).
- [46] A. Sedhain, J. Li, J.Y. Lin, H.X. Jiang. *Appl. Phys. Lett.*, **96**, 151902 (2010).
- [47] S. Ito, T. Nakagita, N. Sawaki, H.S. Ahn, M. Irie, T. Hikosaka, Y. Honda, M. Yamaguchi, H. Amano. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **53**, 11RC02 (2014).
- [48] C.-H. Cheng, T.-W. Huang, C.-L. Wu, M.K. Chen, C.H. Chu, Y.-R. Wu, M.-H. Shih, C.-K. Lee, H.-C. Kuo, D.P. Tsai, G.-R. Lin. *J. Mater. Chem. C*, **5**, 607 (2017).
- [49] T. Lin, F. Wang, C.-H. Cheng, S. Chen, Z.C. Feng, G.-R. Lin. *Optical Mater. Express*, **8**, 1100 (2018).
- [50] H. Ishikawa, K. Shimanaka, F. Tokura, Y. Hayashi, Y. Hara, M. Nakanishi. *J. Cryst. Growth*, **310**, 4900 (2008).
- [51] N. Chaaben, J. Yahyaoui, M. Christophersen, T. Boufaden, B. El Jani. *Superlatt. Microstruct.*, **40**, 483 (2006).
- [52] H. Ji, W. Liu, Y. Li, S. Li, L. Lei, Z. Shi, X. Li. *J. Luminesc.*, **199**, 194 (2018).
- [53] B. Lv, Y. Tang, S. Lou, Y. Xu, S. Zhou. *J. Mater. Chem. C*, **4**, 5416 (2016).
- [54] S.V. Deshpande, E. Gulari, S.W. Brown, S.C. Rand. *J. Appl. Phys.*, **77**, 6534 (1995).

Редактор Г.А. Оганесян

Optical properties of hybrid heterostructures GaN/SiC/*por*-Si/Si(111)

P.V. Seredin^{1,2}, D.L. Goloshchapov¹, D.S. Zolotukhin¹, A.S. Lenshin¹, A.M. Mizerov³, S.N. Timoshnev³, E.V. Nikitina³, I.N. Arsentiev⁴, S.A. Kukushkin⁵

¹ Voronezh State University,
394006 Voronezh, Russia

² Ural University named after the First President
of Russia B.N. Yeltsin,
620002 Yekaterinburg, Russia

³ National Research Academic University
of the Russian Academy of Sciences,
194021 St. Petersburg, Russia

⁴ Ioffe Institute,
194021 St. Petersburg, Russia

⁵ Institute of Problems of Machine Science,
Russian Academy of Sciences,
199178 St. Petersburg, Russia

Abstract A complex of structural spectroscopic diagnostic methods was used to study the effect of the transition layer of nanoporous silicon on the practical implementation and specific features of the epitaxial growth of GaN layers by molecular beam epitaxy with plasma nitrogen activation (MPE PA) on SiC/*por*-Si/*c*-Si templates. It was shown for the first time that the introduction of a transition layer of nanoporous silicon into the SiC/*por*-Si/*c*-Si template, where the 3C-SiC layer was created by atomic substitution, has a number of undeniable advantages over standard silicon substrates. In particular, this approach made it possible to reduce the lattice stresses in the GaN epitaxial layer, which was synthesized on the SiC surface of the SiC/*por*-Si/*c*-Si template by the MPE PA method, and also to reduce the fraction of vertical dislocations in the GaN layer by almost 90%. It was also found that the use of the SiC/*por*-Si/*c*-Si template leads to the formation of a more uniform GaN layer with no visible extended defects, which ultimately made it possible to achieve unique optical and electrophysical characteristics in hybrid GaN/SiC heteroepitaxial structures. The data obtained will serve as an important material for understanding the fundamentals of the physics of GaN/SiC/*por*-Si nanoheterostructures and contribute to their potential application in optoelectronics.